

2

CAPÍTULO

NITINOL

A liga metálica denominada de Nitinol foi introduzida no início dos anos 1960 pelo Engenheiro Metalúrgico William F. Buehler e recebeu este nome devido ao laboratório onde foram desenvolvidas suas pesquisas e aos dois principais elementos da liga, o níquel e o titânio. Sendo assim, Nitinol é um acrônimo de *Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory* [Duerig, 1990].

Esta liga em particular possui ótimas propriedades elétricas e mecânicas, alta resistência à corrosão e à fadiga, sendo estas iguais ou superiores a do aço inoxidável ABNT 316L e da liga de titânio ASTM F 136, apresentando uma excelente biocompatibilidade [Ryhänen, 1999]. Quando há uma corrente elétrica passando pelo fio de Nitinol ocorre uma transformação de fase da martensita para a austenita causada pelo calor, o que acarreta na possibilidade de ser utilizado como atuador elétrico e sensor de temperatura. Por causa de sua excelente biocompatibilidade, o Nitinol vem sendo utilizado como biomaterial em diferentes aplicações da área da saúde, como: fios ortodônticos, materiais ortopédicos, fios guias, *stents*, filtros e componentes para a realização de cirurgias menos invasivas. Em outras áreas é utilizado para confecção de chaves eletrônicas, armações para óculos, aplicação em controladores, junção de tubos, conectores eletrônicos, dentre outras aplicações [Duerig, 1990].

2.1 PROPRIEDADES DE NITINOL

Para um melhor entendimento das propriedades macroscópicas do Nitinol é importante entender os seus mecanismos de transformação microestruturais. A literatura científica disponível sobre este assunto é ocasionalmente conflitua. Nos itens 2.1.1. e 2.2.2. são apresentadas as versões mais aceitas pela comunidade científica sobre importantes propriedades do Nitinol: efeito de memória de forma e superelasticidade [Shaw, 1995].

2.1.1 EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA

Passaram-se mais de 50 anos desde a primeira observação do efeito memória de forma e mais de 20 anos desde que pesquisadores começaram a descobrir aplicações para este efeito.

Estas não são simplesmente novas ligas de aço ou de titânio, mas representam uma nova filosofia de engenharia e design. Em 1990, foi estimado que o mercado mundial para materiais com memória de forma excedeu 30 milhões de dólares americanos e que a taxa de crescimento ficaria em mais de 25% ao ano [Duerig, 1990].

O termo memória de forma refere-se à habilidade de certos materiais de “lembrar” um determinado formato, mesmo que deformações severas sejam aplicadas: uma vez que o NiTi é deformado a baixas temperaturas, permanecerá com o novo formato até que seja aquecido e com isso, retornará espontaneamente a sua forma original. Os termogramas da figura 2.1 explicitam este efeito que está vinculado a duas fases especificamente, a austenítica e a martensítica [Chikkamarahalli, 2005; Poncet 2005].

O termograma superior foi obtido através do aquecimento do material à taxa constante de 10°C/min em uma faixa aproximada de -70 até 100°C. Sendo que, a baixas temperaturas o material encontra-se na fase martensítica e apresenta uma estrutura monoclinica. A presença do pico de maior energia, aproximadamente em 50°C, corresponde a uma transição endotérmica para a fase austenítica do NiTi, onde a estrutura é cúbica de corpo centrado. A área deste pico representa o calor latente de transformação e as temperaturas inicial ($A_i = 29,5^\circ\text{C}$) e final ($A_f = 62^\circ\text{C}$) de transição da austenita são obtidas através da construção de linhas tangentes. Para as temperaturas entre estes valores as duas fases coexistem [Shaw, 1995].

O termograma inferior foi obtido através do resfriamento do material à taxa constante de 10°C/min em uma faixa aproximada de 100 para -70°C, cuja fase inicial é a austenítica que se transforma em martensita no decorrer da varredura e passa por uma fase martensítica intermediária com estrutura rombóedrica conhecida como “fase R”. Sendo que em ambos os picos de maior energia do termograma inferior ocorrem transições exotérmicas [Shaw, 1995].

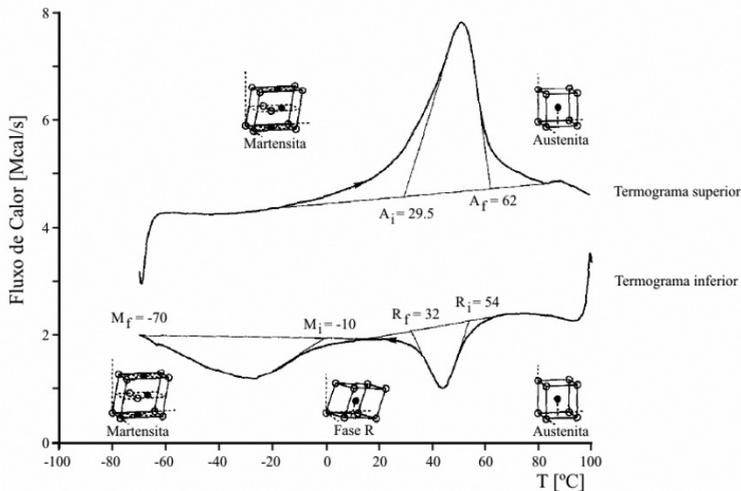


Figura 2.1 – Termograma superior e inferior de DSC com taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min [Shaw, 1995].

Fatores como o processo de obtenção da liga, histórico termomecânico do material, composição química e taxa de resfriamento influenciam diretamente as temperaturas de transformação das fases austeníticas e martensíticas [Shaw, 1995]. Uma variação de apenas 1% at. de Ni ou Ti na composição de ligas que apresentam mais de 55% at. Ni pode variar a temperatura de transformação de fase em até 100°C [Wu, 2001].

As transformações de fase austenita-martensita são responsáveis pelas propriedades das ligas com memória de forma. Essas transformações são processos não-difusivos envolvendo fases sólidas que ocorrem a velocidades muito elevadas. Atribui-se suas causas à diferença de energia livre entre as estruturas constituintes envolvidas no processo, que induz modificações nas ligações químicas, ou seja, na sua estrutura cristalina. Enquanto a austenita possui uma estrutura cúbica de corpo centrado bem ordenada que apresenta apenas uma variante, a martensita pode apresentar até vinte e quatro variantes para o caso mais geral e sua estrutura depende do tipo de transformação sofrida pelo material [Funakubo, 1987; Otsuka, 1999; Wasilevski, 1975; Wu, 2000].

Um exemplo típico do efeito de memória de forma é o de um fio de Nitinol (figura 2.2) que é deformado em um formato qualquer. Quando este é imerso em água fria (fase martensítica) há a preservação da forma, no entanto, quando colocado em água quente (fase austenítica) retorna ao seu estado original [Chikkamaranahalli, 2005; Talkingelectronics, 2006].

Algumas outras ligas também possuem este efeito de memória, a citar: Au-Cd, Cu-Zn, Ag-Cd, Ni-Al, Cu-Sn, Ti-Nb, Au-Cu-Zn, Cu-Zn-Sn, Cu-Zn-Si, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Ga, entre outras [Duerig, 1990].

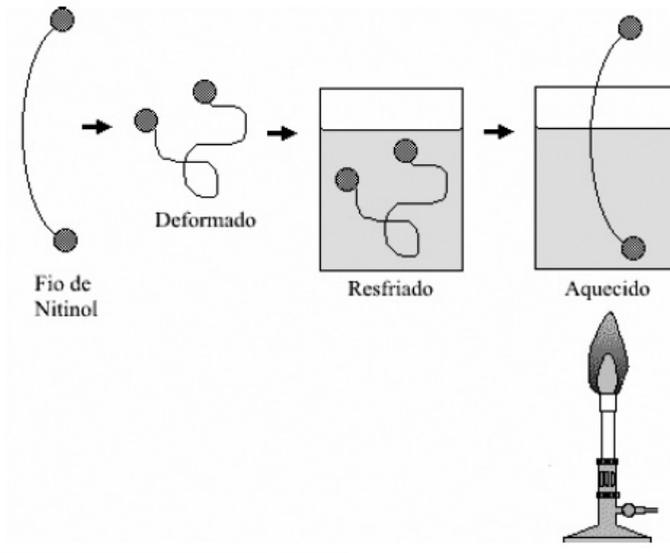


Figura 2.2 – Exemplo do efeito de memória de forma em um fio de Nitinol [Talkingelectronics, 2006].

2.1.2. SUPERELASTICIDADE E O COMPORTAMENTO MECÂNICO DO NITINOL

No caso do NiTi, o comportamento da curva de tensão-deformação é diferente do que é apresentado nos aços convencionais. Como em grande parte das ligas com memória de forma, as ligas de Ni-Ti demonstram comportamentos mecânicos diferenciados que dependem em qual fase estão sendo ensaiadas: martensítica ou austenítica [Duerig, 1990]. Na tabela 2.1 apresentam-se algumas propriedades mecânicas do Nitinol, aço inoxidável, titânio puro e Ti- 6Al-4V [Ryhänen, 1999].

A propriedade de superelasticidade do Nitinol também é conhecida como pseudoelasticidade. Este é um evento isotérmico por natureza e que envolve o armazenamento de energia potencial. Neste caso a transformação de fase reversível é induzida por tensão. Contrariamente ao efeito de memória de forma, a superelasticidade não ocorre com a mudança de temperatura [Poncet, 2005; Duerig, 1990].

Tabela 2.1 – Algumas propriedades do Nitinol, aço inoxidável, titânio puro e Ti-6Al-4V [Ryhänen, 1999].

	Nitinol		Aço Inoxidável	Titânio Puro	Ti-6Al-4V
	Austenita	Martensita			
Tensão de Ruptura [MPa]	800-1500	103-1100	483-1850	540-740	920-1140
Limite de resistência [MPa]	100-800	50-300	190-1213	390	830-1070
Módulo de elasticidade [GPa]	70-110	21-69	190-200	105-110	100-110
Alongamento na Ruptura [%]	1-20	até 60	12-40	16	8

A curva de tensão vs. deformação convencional do Nitinol apresentada na figura 2.3 foi realizada na temperatura constante de 70°C. Neste caso específico, o material nesta temperatura (maior que A_f) encontra-se na fase austenítica (estrutura cúbica de corpo centrado). No trecho o-a a tensão aplicada representa apenas a deformação elástica da austenita. A partir deste nível de tensão aplicada, a austenita começa a ficar instável e ocorre a nucleação da martensita monoclinica induzida pela tensão. Esta mudança para uma estrutura monoclinica ocasiona uma alongação macroscópica representada pelo patamar *a-b*. Neste momento, as duas fases coexistem e a deformação (que chega à aproximadamente 5%) não é homogênea [Shaw, 1995; Poncet, 2005].

Liberando o carregamento a partir do ponto *b*, ocorre um retorno elástico de fase predominantemente martensítica. Assim como ocorre a instabilidade da austenita no carregamento, a martensita começa a ficar instável no descarregamento até o ponto *b'*, onde ocorre a nucleação da austenita. Continuando o descarregamento ocorre um patamar de transformação onde a austenita e a martensita coexistem e o corpo de prova sofre um encurtamento macroscópico. A partir do ponto *a'* o material retorna a sua fase inicial chegando até o ponto o. Esta importante característica é conhecida como superelasticidade [Shaw, 1995; Poncet, 2005].

Seguindo o trajeto *b-c* a deformação começa a exigir um acréscimo de tensão causada pela distorção elástica da martensita monoclinica. Na deformação ocorrida no trecho *c-d* a martensita começa a apresentar planos de escorregamento onde as deformações permanentes ocorrem e no ponto *d* o material não apresenta mais escorregamentos dos planos cristalinos, ocorrendo a ruptura [Shaw, 1995; Poncet, 2005].

Dependendo das particularidades da liga e de seu histórico termo-mecânico, o patamar *a-b* pode variar de uma curva contínua com um ponto de inflexão até uma reta horizontal. Por causa desta variação do comportamento do escoamento, arbitra-se que a tensão de escoamento seja localizada à 1% de deformação convencional quando não há um patamar *a-b* visível, enquanto que nos aços o usual é 0,2%. Outro aspecto

importante é o da orientação dos grãos do material gerada pelo seu beneficiamento que ocasionam uma modificação na curva de tensão vs. deformação (figura 2.4) e que também pode ser influenciada pelo modo de ensaio, como tração, compressão e torção (figura 2.5) [Duerig, 1990; Souza, 1982].

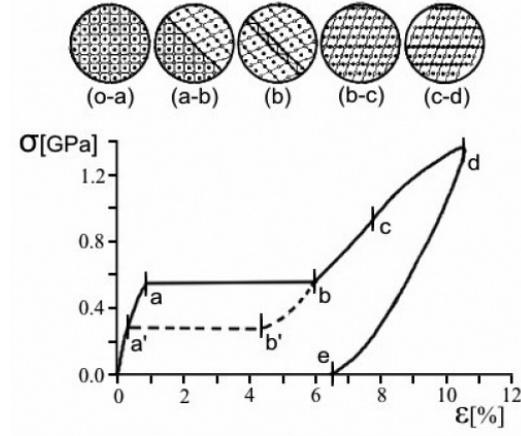


Figura 2.3 – Curva tensão vs. deformação apresentando propriedade da superelasticidade do Nitinol [Shaw, 1995].

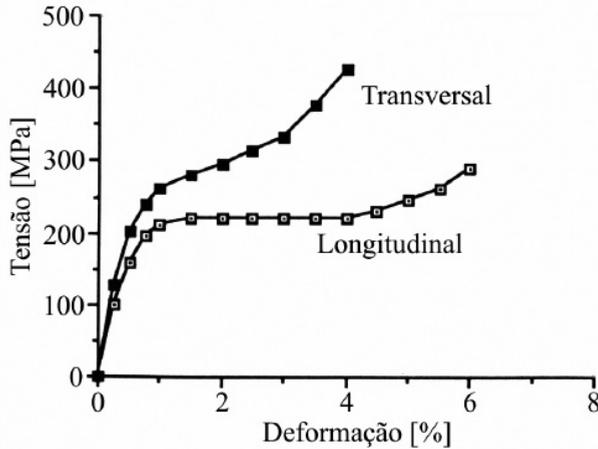


Figura 2.4 – Curvas tensão vs. deformação martensíticas de corpos de prova retirados longitudinalmente e transversalmente à direção de laminação [Duerig, 1990].

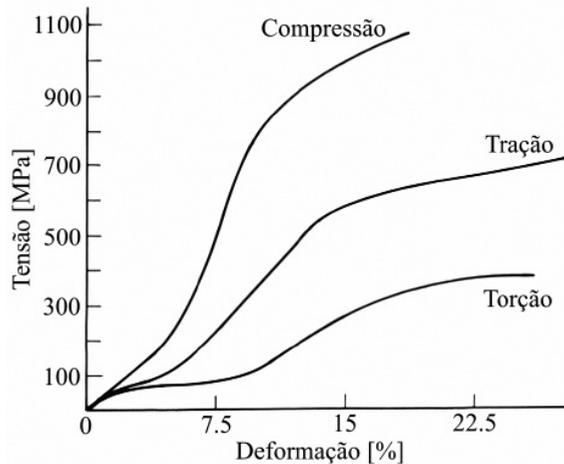


Figura 2.5 – Curvas tensão vs. deformação martensíticas para uma liga de Ni-Ti-10% Cu realizada em compressão, tração e torção [Duerig, 1990].

2.2. PROCESSOS DE OBTENÇÃO DA LIGA DE NITINOL

Ligas com aproximadamente 50% at. de Ti apresentam alta reatividade e necessitam ser processadas em vácuo. Tanto a fundição por indução à vácuo quanto a fundição por arco com eletrodo consumível em vácuo (*vacuum consumable arc melting*) são bastante utilizadas. Outras técnicas de fundição como a por arco com eletrodo não-consumível (*vacuum nonconsumable arc melting*) e por plasma são utilizadas em escala experimental [Wu, 2001].

A obtenção da liga de Nitinol pelo processo de fundição à vácuo já é bastante difundida, surge então a metalurgia do pó com suas diversificadas rotas como um método de fabricação alternativo. Pode-se citar como os mais utilizados: sinterização reativa, síntese por combustão e compressão isostática à quente [Locci, 2003].

A metalurgia do pó é o processo metalúrgico de fabricação de peças, que se distingue dos processos metalúrgicos convencionais pelas seguintes características [Chiaverini, 2001]:

A compressibilidade de um pó é afetada por diversos fatores [Chiaverini, 2001]:

- dureza do metal ou da liga metálica sob compactação;
- forma da partícula: geralmente quanto mais irregular for a partícula, menor a sua compressibilidade;
- porosidade da partícula: se for caracterizada por possuir poros internos

finos, durante a compactação elas podem reter ar no seu interior, prejudicando a compressibilidade; desse modo, pós isentos de poros possuem maior compressibilidade;

- uma boa composição granulométrica favorece a compressibilidade dos pós metálicos;

- substâncias não-metálicas, tais como óxidos não reduzidos, reduzem a compressibilidade, devido sua dureza e baixa gravidade específica;

- a compressibilidade é igualmente afetada pela presença de lubrificantes sólidos, devido seu baixo peso e o volume que ocupam na massa de pó;

- finalmente, a adição de elementos de liga tais como grafita e enxofre geralmente prejudicam a compressibilidade.

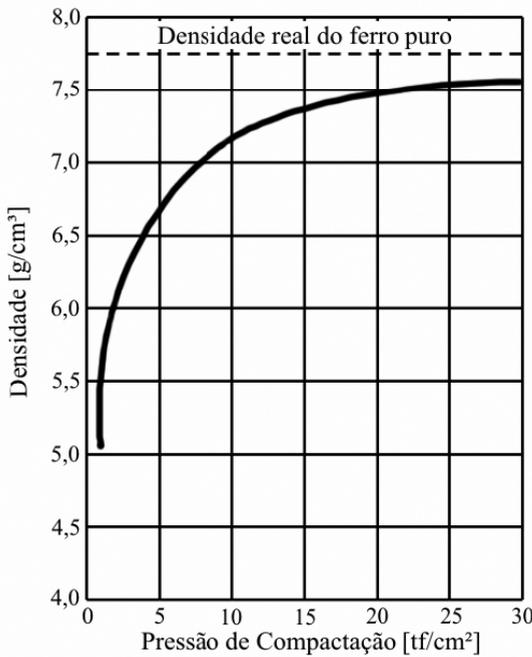


Figura 2.6 – Tendência de aumento da densidade de compactados de ferro em função da pressão de compactação [Chiaverini, 2001].

Uma das dificuldades do uso do processo de metalurgia do pó é a tendência de formação de outras fases intermetálicas como: NiTi_2 e Ni_3Ti (figura 2.7) que não apresentam memória de forma [Bram, 2002]. Como o Ti é muito reativo, algum oxigênio sempre estará presente, mas o óxido $\text{Ti}_4\text{Ni}_2\text{O}$ é isoestrutural com o NiTi_2 e isso pode dificultar a identificação de uma fase única (figura 2.8a). Já se a composição da liga se afastar muito da razão estequiométrica, maiores precipitados estarão presentes (figura

2.8b) e essas partículas maiores de segunda fase (Ni_3Ti) poderão afetar o desempenho em trabalho à quente do NiTi, particularmente quando a liga é rica em Ti, o que causa fragilidade [Duerig, 1990].

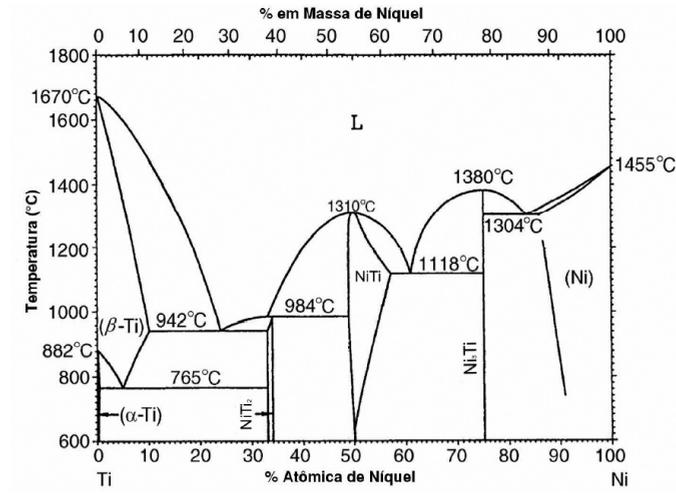


Figura 2.7 – Diagrama de fases do Nitinol [McNeese, 2000].

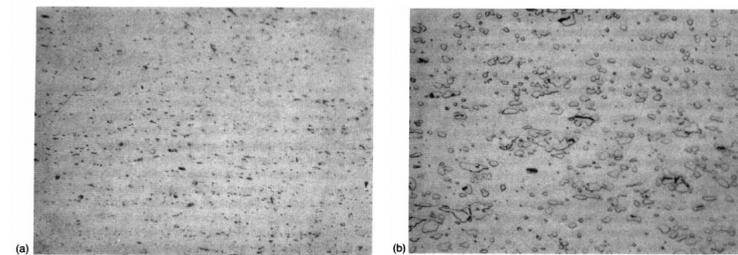


Figura 2.8 – (a) Micrografia de uma liga de NiTi equiatômica trabalhada à quente mostrando a distribuição fina das partículas de segunda fase e (b) micrografia de uma liga de 52% at. Ni mostrando partículas de tamanho mais grosseiro [Duerig, 1990].

A figura 2.9 mostra uma micrografia obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) de uma liga de Nitinol equiatômico (50% at. de Ni e 50% at. de Ti) obtida por compressão isostática a quente utilizando pós de níquel e titânio de 50 μ m de granulometria. A mistura dos pós foi inserida em tubos cilíndricos de aço inoxidável através de prensagem. Após, foram colocados em vácuo por 24h seguido de selagem por soldagem. A sinterização foi realizada à 900°C (hipoeutética) por 9h seguida de uma operação de recozimento por 2h também na temperatura de 900°C. A estrutura apresentada é de martensita maclada com regiões escuras de $NiTi_2$ [McNeese, 2000].

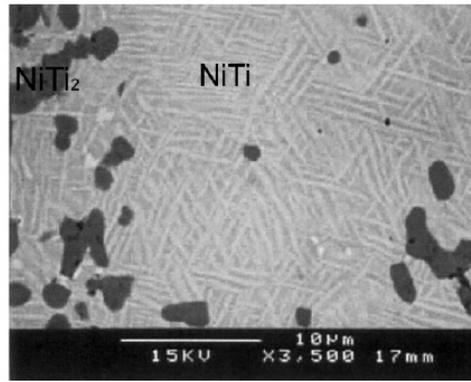


Figura 2.9 – Micrografia obtida ao MEV de NiTi equiatômico obtido por compressão isostática à quente apresentando estrutura martensítica maclada [McNeese, 2000].

Técnicas rápidas de solidificação, como a sinterização por combustão e síntese por choque, têm sido utilizadas para obter ligas de NiTi partindo de pós elementares. No entanto, estes métodos têm apresentado uma porosidade substancial e alguns problemas com controle dimensional das peças. Muitos pesquisadores reportam que utilizam técnicas de metalurgia do pó para produzir NiTi, enquanto alguns utilizam o pó de NiTi pré-ligado seguido do método de compressão isostática à quente [McNeese, 2000].

As ligas de NiTi possuem restrições quanto a impurezas como oxigênio, carbono e nitrogênio, visto que as temperaturas de transformação de fase são muito sensíveis. Por exemplo, a presença de 1,0% at. de oxigênio pode reduzir a temperatura de transformação martensítica de 92,6°C e criar uma fase com fragilidade aparente [Bram, 2002].

Outros problemas relatados nos estudos com o Nitinol utilizando metalurgia do pó têm relação com homogeneidade, porosidade e densidade após a sinterização. A utilização de temperaturas superiores à 942°C, que causam a fundição parcial (figura 2.7), tem aumentado a homogeneidade, mas a custo de maior porosidade. Uma solução para este problema é a de utilizar um processo de sinterização de dois estágios, onde o primeiro utiliza a temperatura abaixo da eutética e o segundo acima desta. Esta medida pode ser um método efetivo para aproveitar o efeito de rápida homogeneização causado pela fundição parcial, sem grande perda de densidade [Zhang, 1992].

A figura 2.10 mostra uma micrografia de uma seção transversal polida de uma amostra de NiTi obtida por compressão isostática à quente na temperatura de 1066°C com atmosfera de argônio e pressão de 207kPa com uma porosidade resultante de 18,8±0,1% [Greiner, 2005].

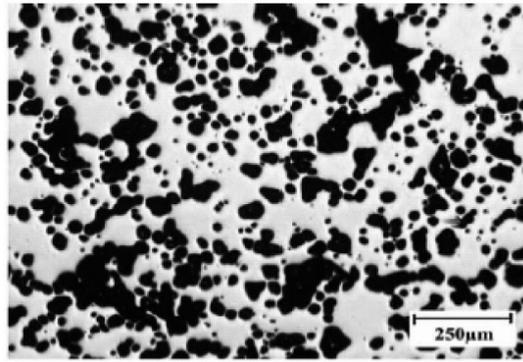


Figura 2.10 – Micrografia de NiTi obtido por compressão isostática à quente com 18,8% de porosidade [Greiner, 2005].

2.3. PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE FIOS DE NITINOL

Tendo em vista o objetivo deste trabalho, a metalurgia do pó convencional foi utilizada para a obtenção da liga de Nitinol, e para o seu processamento até o fio propõe-se a utilização da extrusão e trefilação [Wu, 2001].

2.3.1. EXTRUSÃO

A extrusão é um dos processos mais jovens de conformação mecânica e caracteriza-se por forçar um tarugo ou *billet*, normalmente aquecido, a fluir através de uma matriz com a forma desejada. Na figura 2.11 vê-se os dois tipos principais de extrusão: direta ou indireta [Johnson, 1971]. A grande vantagem da extrusão indireta reside no fato de que não há atrito entre o *billet* e a câmara [Altan, 1999; Müller, 2001].

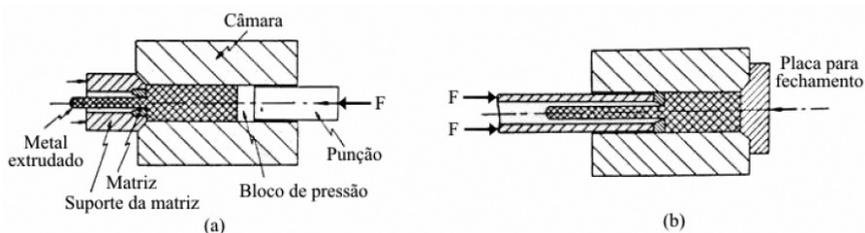


Figura 2.11 – Desenho esquemático de (a) extrusão direta e (b) extrusão indireta [Johnson, 1971].

Uma formulação bastante utilizada para o equacionamento de força em extrusão é apresentada na equação 2.1 [Schaeffer, 2004].

$$F = S_0 \cdot k_{f_m} \cdot |\varphi_A| \left(1 + 4 \frac{H_i \cdot \mu}{D_i \cdot |\varphi_A|} \right) \quad (2.1)$$

onde F [N] é a força de extrusão, S_0 [mm²] é a área da seção transversal do material antes da extrusão, k_{f_m} [MPa] é a resistência ao escoamento média (tensão verdadeira), φ_A [-] é a deformação verdadeira da área de seção transversal, μ [-] é o coeficiente de atrito médio na interface material/matriz, H_i [mm] é a altura inicial do material antes da extrusão e D_i [mm] é o diâmetro do material a ser extrudado.

Uma grande diversidade de geometrias especiais pode ser produzida por extrusão em uma maneira rápida e econômica com grande precisão dimensional e com pouca ou nenhuma necessidade de operações de usinagem e acabamento superficial. A versatilidade deste método pode ser estendida através da combinação de processos de extrusão e forjamento [Johnson, 1971].

Para a extrusão à quente de Nitinol utiliza-se um tubo de cobre envolto no *billet* para evitar que ocorra interação entre o NiTi e as ferramentas, devido a alta afinidade entre estes metais. O aço AISI H19 é utilizado para a confecção de matrizes, AISI H13 para punções e no caso de existir inserto, Stellite HS21. A temperatura de aquecimento das ferramentas fica ao redor de 460°C enquanto que o *billet* na faixa de 850-950°C [Müller, 2001; Wu, 2001].

Para reduzir a força de extrusão e auxiliar o bom escoamento do NiTi, é necessária a escolha de um lubrificante. Após o teste de 11 tipos diferentes de lubrificantes para a extrusão à quente de NiTi, notou-se que o pó de estearato de sódio exibe o melhor desempenho. Este estearato é uma mistura estequiométrica de ácidos graxos esteáricos e hidróxido de sódio [Yoshida, 2001].

2.3.1.1. EXTRUSÃO HIDROSTÁTICA

Neste processo um *billet* é enclausurado em uma câmara como demonstrado na figura 2.12. O espaço compreendido entre a câmara e o *billet* é preenchido com fluido e a pressão na câmara é aumentada até que o *billet* seja extrudado através da abertura da matriz. Nenhum tipo de contato de punção é necessário [Talbert, 1996].

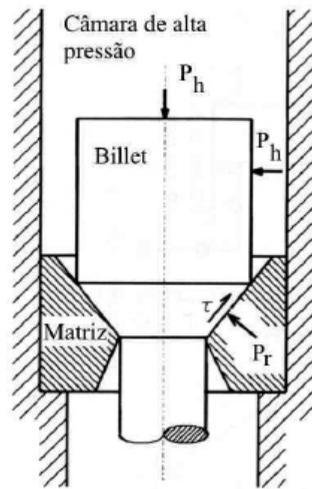


Figura 2.12 – Desenho esquemático de extrusão hidrostática [Talbert, 1996].

Maiores reduções de passes são possíveis com a extrusão hidrostática do que com a extrusão com matriz aberta porque a pressão hidrostática na câmara evita que o *billet* seja expulso da matriz. No entanto, o comprimento do *billet* ainda é limitado por causa da necessidade de confiná-lo dentro de uma câmara de alta pressão [Talbert, 1996].

2.3.1.2. EXTRUSÃO EM CÂMARA FECHADA

Nesta operação o *billet* é confinado dentro de uma câmara e pressionado através de um punção, como ilustrado na figura 2.13. Podem ser realizadas reduções muito maiores por causa do suporte lateral provido pela parede da câmara prevenindo que o *billet* seja expulso da matriz [Talbert, 1996].

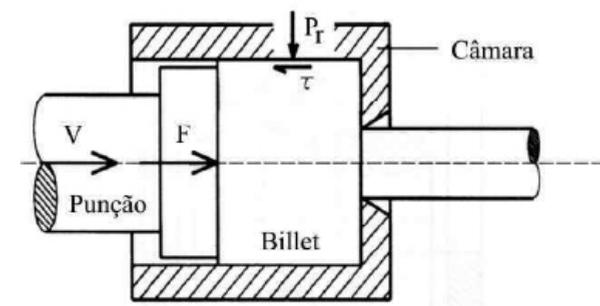


Figura 2.13 – Desenho esquemático de extrusão em câmara fechada [Talbert, 1996].

No entanto, na extrusão em câmara fechada, o *billet* possui um limite prático no comprimento inicial que pode ser acomodado. Como o *billet* escorrega ao longo das paredes da câmara, a fricção total aumenta com o aumento do comprimento em contato. Isto causa um aumento na força requerida no punção, que acaba por aumentar a pressão entre o *billet* e as paredes da câmara [Talbert, 1996].

2.3.2. TREFILAÇÃO

A trefilação é uma das mais antigas operações de conformação e possui uma grande aplicação industrial. Este processo permite excelente acabamento superficial e tolerâncias dimensionais muito fechadas podendo ser obtidos em produtos longos com seções transversais constantes. Em trefilação, um produto previamente laminado, extrudado ou fabricado com uma seção transversal sólida ou oca é puxado através de uma matriz (feira) a uma velocidade relativamente alta [Altan, 1999].

Independente do tipo de produto obtido, a trefilação caracteriza-se sempre pelo tracionamento do produto trefilado através de uma feira que lhe confere a geometria e dimensões especificadas [Button, 2004].

Numa abordagem atual dos processos de conformação, dentre eles a trefilação, é a análise sistêmica de todas as áreas que representam e influenciam um determinado processo. Assim, na figura 2.14 tem-se uma representação do processo mais simples de trefilação de barras, destacando-se as seguintes áreas de análise [Button, 2004]:

Área 1 – zona plástica relativa ao comportamento plástico do material a conformar. Com a teoria da plasticidade e idealização inicial do material, podem-se determinar as tensões, as deformações e o modo de escoamento do material. Baseado nessas informações pode-se determinar as distribuições de temperatura em diversos locais como função do tempo de processo. A análise metalúrgica permite a avaliação do material sob o ponto de vista microscópico (anisotropia, textura);

Área 2 – representa as características da matéria-prima, ou seja, antes da deformação iniciar, que afetam o comportamento do material na zona de deformação e as propriedades do produto obtido. Além da composição química, as propriedades mecânicas bem como a estrutura cristalina, a textura e a microestrutura (tamanho de grão e distribuição e tamanho de partículas de segunda fase) são importantes fatores de influência. Também são importantes a qualidade superficial e o tratamento de superfície anterior ao processo de conformação;

Área 3 – representa as características do produto conformado, principalmente as propriedades mecânicas e superficiais e sua qualidade dimensional e geométrica. Essas características definirão o uso desse produto após a conformação;

Área 4 – considera a região de fronteira entre o material a conformar com um

comportamento elasto-plástico e a ferramenta de comportamento elástico. Essa área representa todos os fenômenos relacionados com o atrito, a lubrificação e o desgaste;

Área 5 – representa as ferramentas de conformação e relaciona-se com o dimensionamento e os materiais dessas ferramentas, sua disposição e movimento relativo que interagindo com o equipamento de conformação, definirá a qualidade dos produtos;

Área 6 – representa a interação do material a conformar e do produto com o meio-ambiente, exemplificado principalmente pela oxidação nos processos à quente;

Área 7 – representa o equipamento de conformação, que deve apresentar potência suficiente para a execução do processo, permitir a montagem e movimentação das ferramentas e garantir a qualidade dos produtos com uma rigidez adequada;

Área 8 – representa o ambiente que envolve o processo de conformação, como equipamentos e processos auxiliares, como também a organização da produção na fábrica.

Outro aspecto que caracteriza a maioria das variações dos processos de trefilação é o escoamento convergente do material metálico quando de sua passagem pela matriz. Esse comportamento determina que a trefilação seja classificada como um processo por compressão indireta [Button, 2004].

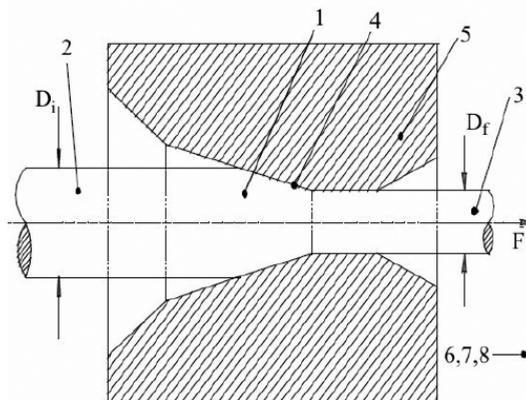


Figura 2.14 – Desenho esquemático de uma trefilação de barras cilíndricas [Button, 2004].

A principal ferramenta de trefilação denominada feira, tem para a grande parte dos processos, a geometria representada de modo simplificado na figura 2.15. Podem ser observadas quatro regiões na matriz [Button, 2004]:

- a região de entrada, representada pelo ângulo 2β , que promove o guiamento da barra de matéria-prima e ajuda a promover a lubrificação;
- a região de trabalho, representada pelo ângulo 2α , em que ocorre deformação

plástica do material pelo seu escoamento convergente;

- a região de calibração, representada pela altura de calibração H_c , responsável pela definição da geometria e das dimensões do produto trefilado;

- a região de saída, representada pelo ângulo 2γ , na qual o produto sofre recuperação elástica devida ao término dos esforços compressivos.

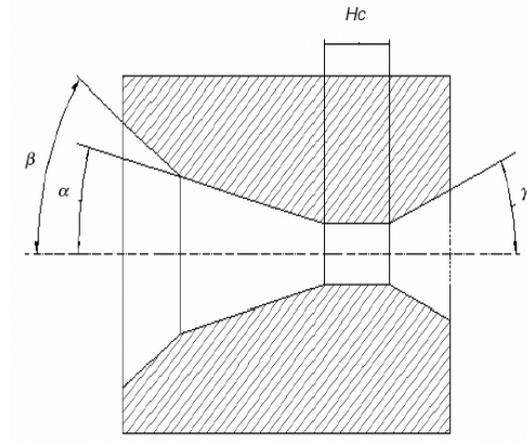


Figura 2.15 – Representação das regiões de uma matriz de trefilação [Button, 2004].

A figura 2.16 mostra como a deformação vai sendo distribuída dentro das matrizes, na região da superfície cônica e vai se estendendo através de todo o comprimento da feira. Prever a extensão da região de deformação é um importante aspecto mecânico. Sem esta informação, não é possível calcular a força necessária para puxar o fio através da feira [Talbert, 1996].

A simplicidade da distribuição demonstrada na figura 2.16 causa uma falsa impressão, já que variações em somente um parâmetro não influem somente nas tensões envolvidas, e sim, mudam todo o padrão de escoamento e a qualidade do produto final. A figura 2.17 ilustra os produtos que podem ser obtidos nas operações descritas pela figura 2.16 [Talbert, 1996].

Uma formulação bastante utilizada para o equacionamento de força em trefilação (equação 2.2) é a de Siebel [Schaeffer, 2004].

$$F = S_f \cdot k f_m \cdot |\varphi_A| \cdot \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{2}{3} \cdot \frac{\alpha}{|\varphi_A|} \right) \quad (2.2)$$

onde F [N] é a força de trefilação, S_f [mm²] é a área da seção transversal na região de saída da feira e φ_A [-] é a deformação verdadeira da área de seção transversal.

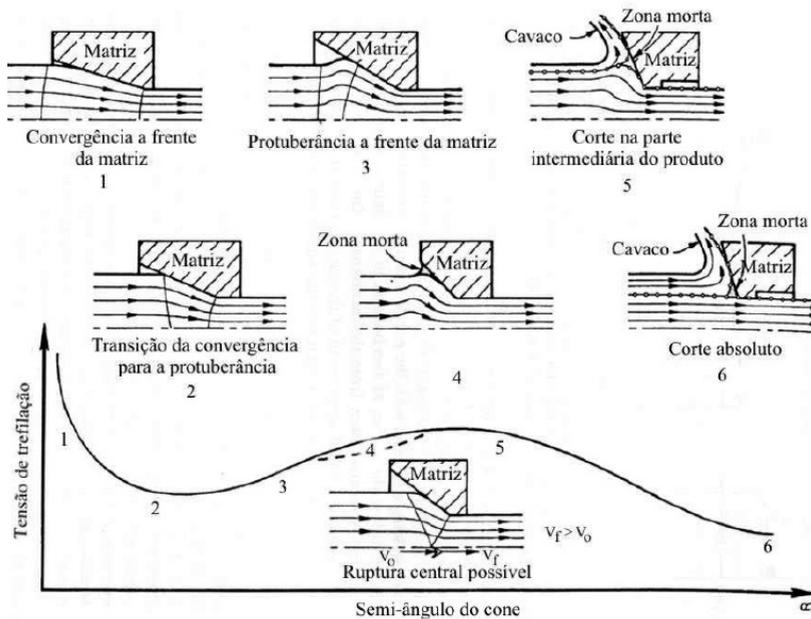


Figura 2.16 – Representação das tensões e padrões de escoamento que podem ser obtidos através de trefilação [Talbert, 1996].

Em Nitinol, a trefilação normalmente é realizada em tubos, onde a figura 2.18(a) mostra uma micrografia óptica de um tubo da empresa Nitinol Devices & Components Inc. (NDC, Fremont, Califórnia, E.U.A.) trefilado e tratado termicamente por cinco minutos à 485°C. Nota-se visivelmente que a direção vertical da figura 2.18(a) representa a direção da operação. Já a figura 2.18(b), para efeito comparativo, mostra uma micrografia de uma chapa somente tratada por cinco minutos à 485°C, e na figura 2.18(c) tem-se uma chapa tratada termicamente por trinta minutos à uma temperatura de 850°C, ambas fornecidas pela empresa NDC [Robertson, 2003].

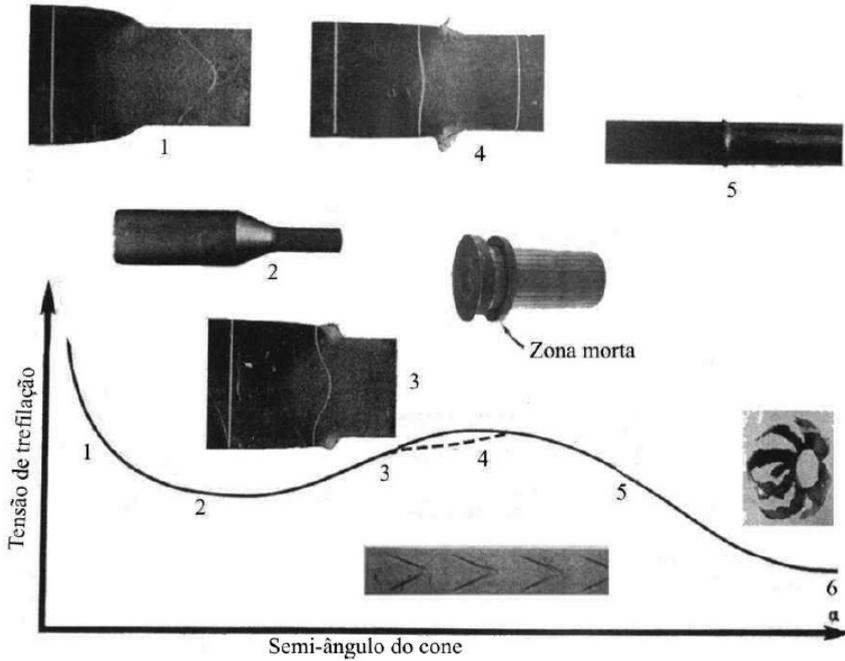


Figura 2.17 – Representação dos produtos que podem ser obtidos através de trefilação [Talbert, 1996].

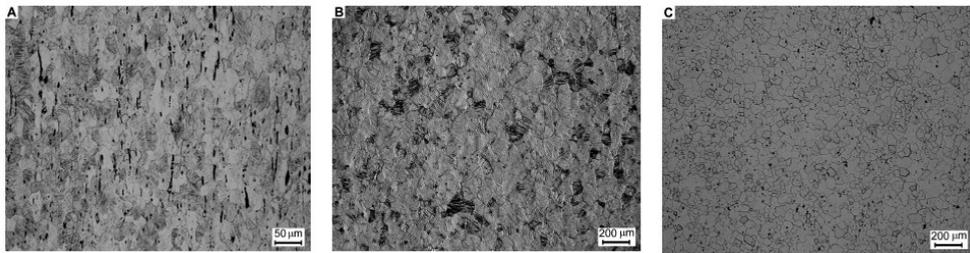


Figura 2.18 – Micrografias ópticas de NiTi de (a) tubo tratado por cinco minutos à 485°C; (b) chapa tratada por cinco minutos à 485°C e (c) chapa tratada por trinta minutos à 850°C [Robertson, 2003].

Alguns experimentos já realizados com tubos de NiTi com 8mm de diâmetro externo e espessura de 0,5mm conseguiram utilizar reduções de diâmetro de até 22% para a trefilação sem plug e até 20% com plug com haste em somente um passe utilizando α de 13° (figura 2.19). A tensão de trefilação é maior quando se utiliza o plug com haste e o melhor acabamento superficial (figura 2.21) é obtido através da operação realizada com plug com haste [Yoshida, 2001].

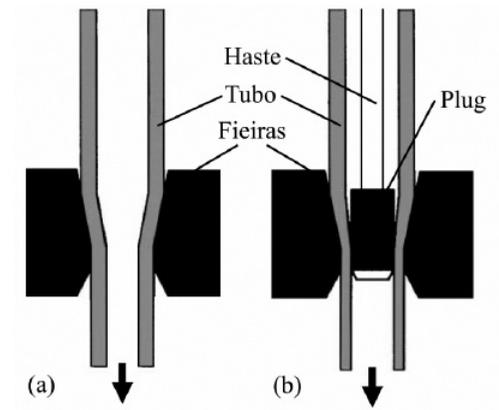


Figura 2.19 – Desenho esquemático da (a) trefilação de tubos sem plug e (b) com plug com haste [Yoshida, 2001].

Na figura 2.20 apresenta-se a curva de tensão vs. deformação obtida por tração destes tubos de 8mm de diâmetro externo com espessura de 0,5mm e na figura 2.21 uma simulação dos esforços durante as operações de trefilação sem e com plug com haste [Yoshida, 2001].

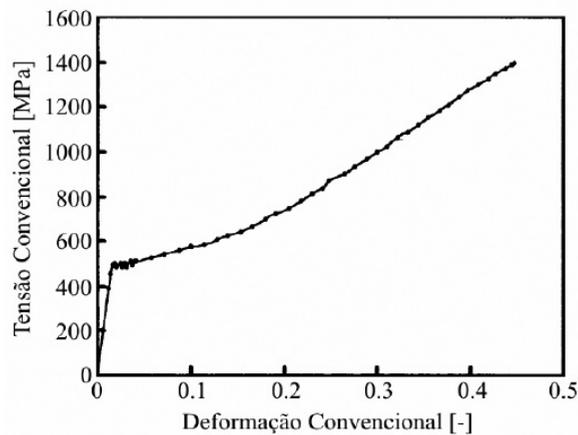


Figura 2.20 – Curva de escoamento de tubo de NiTi com 8mm de diâmetro externo e 0,5mm de espessura [Yoshida, 2001].

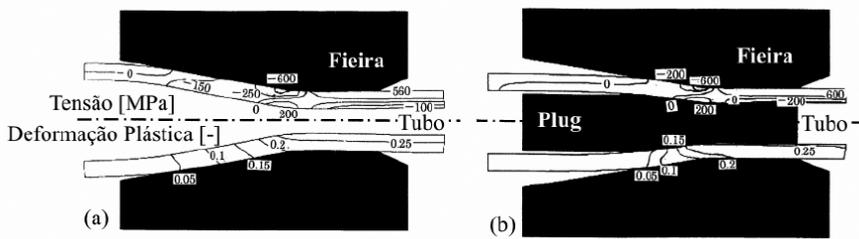


Figura 2.21 – Resultados de uma simulação dos esforços e deformações em trefilação de tubo de NiTi (a) sem plug com redução de 22% e (b) com plug com haste com redução de 20% [Yoshida, 2001].

Um importante fator a ser considerado na trefilação de NiTi é o do retorno elástico que há após o processo. No caso de tubos, alguns resultados experimentais demonstram que o retorno elástico pode ficar entre 1 e 4% do diâmetro inicial após a operação de trefilação sem plug e de 3 a 6% no caso de plug com haste. Estes valores são aumentados após o recozimento (700°C por trinta minutos e após resfriado ao ar) podendo ficar entre 3 e 7% no caso sem plug e de 8 a 9% no caso de plug com haste. Estes resultados são similares ao caso de trefilação de fios de NiTi [Yoshida, 2001].